

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl⁷

B23P 15/28

C04B 41/87 C04B 35/58

[12] 发明专利申请公开说明书

[21] 申请号 01142529.6

[43] 公开日 2002 年 5 月 8 日

[11] 公开号 CN 1347784A

[22] 申请日 2001.8.31 [21] 申请号 01142529.6

[30] 优先权

[32] 2000.8.31 [33] JP [31] 262398/2000

[32] 2001.8.17 [33] JP [31] 247813/2001

[71] 申请人 住友电气工业株式会社

地址 日本大阪

[72] 发明人 久木野晓 大田伦子

大原久典 福井治世

[74] 专利代理机构 中国国际贸易促进委员会专利商标事
务所

代理人 龙传红

权利要求书 2 页 说明书 21 页 附图页数 3 页

[54] 发明名称 表面涂覆的氮化硼烧结密实体的刀具

[57] 摘要

本发明的目的是提供一种由表面涂覆的高压相型氮化硼烧结密实体组成的 刀具,这种刀具的硬质涂层与 α -BN 烧结密实体基体之间的粘附强度明显得到改善。特点在于:表面涂覆的氮化硼烧结密实体刀具,其中与切削有关的刀 具边缘的至少一部分是由高压相型氮化硼的基体构成的,和在其表面上允许有 表面涂层,所述表面涂层包括以连续的方式存在的中间层,所述中间层位于所 述高压相氮化硼烧结密实体基体和在该基体上形成的硬质涂层的界面处,所述 中间层具有 0.005 - 0.05 微米的平均厚度并由选自元素周期表第 4a、5a 和 6a 族元素的至少一种元素组成的。

ISSN 1008-4274

知识产权出版社出版

权 利 要 求 书

1. 表面涂覆的氮化硼烧结密实体刀具, 其中至少一部分与切削相关的刀具边缘采用的是高压相型氮化硼基体并且在基体的表面上允许有表面涂层, 所述的表面涂层含有中间层, 所述的中间层以连续的方式存在于所述高压相氮化硼烧结密实体基体和进一步形成于基体上的硬质涂层之间的界面上, 所述的中间层由至少一种选自元素周期表第 4a、5a 和 6a 族的元素组成, 其平均层厚为 0.005 - 0.05 微米。

2. 根据权利要求 1 的表面涂覆的氮化硼烧结密实体刀具, 其中的中间层包含至少一种 Cr、Zr 和 V 元素。

3. 根据权利要求 1 的表面涂覆的氮化硼烧结密实体刀具, 其中硬质涂层含有至少一层含选自元素周期表第 4a、5a 和 6a 族元素、Al、B、Si 和 Y 中至少一种元素和选自 C、N 和 O 中至少一种元素的层, 具有的努氏硬度 Hk 至少为 2000, 膜厚为 0.5 - 10 微米。

4. 根据权利要求 1-3 任一项的表面涂覆的氮化硼烧结密实体刀具, 其中采用离子电镀覆法、溅镀法或真空电弧气相沉积法形成表面涂层。

5. 根据权利要求 1-4 任一项的表面涂覆的氮化硼烧结密实体刀具, 其中表面涂层的最外层是一种化合物, 这种化合物由至少一种选自 Ti 和 Cr 的元素和至少一种选自 C、N 和 O 的元素组成。

6. 根据权利要求 1-5 任一项的表面涂覆的氮化硼烧结密实体刀具, 其中表面涂层的最外层是 CrN 层。

7. 根据权利要求 1-6 任一项的表面涂覆的氮化硼烧结密实体刀具, 其中至少与切削有关的部位具有一表面涂层, 该涂层的中心线平均粗糙度 Ra 按 JIS B0601 (测量长度 0.8 毫米) 测定最大为 0.2 微米。

8. 根据权利要求 1-7 任一项的表面涂覆的氮化硼烧结密实体刀具, 其中至少一部分与切削相关的刀具边缘采用的是立方氮化硼烧结密实体, 它含有至少 30 - 80% (体积) 立方氮化硼和平衡量的至少一种选自元素周期表第 4a、5a 和 6a 元素的氮化物、硼化物、碳化物和 Al 化合物和其固溶体的一种粘结剂以及不可避免的杂质。

9. 根据权利要求 1-7 任一项的表面涂覆的氮化硼烧结密实体刀具, 其中至

少一部分与切削相关的刀具边缘采用的是立方氮化硼烧结密实体，它含有至少 80-90%（体积）立方氮化硼和平衡量的至少一种选自 Co 化合物和 Al 化合物和其固溶体的一种粘结剂以及不可避免的杂质。

10. 根据权利要求 1-9 任一项的表面涂覆的氮化硼烧结密实体刀具，其中立方氮化硼具有的平均粒径最大为 4 微米。

表面涂覆的氮化硼烧结密实体的刀具

1. 发明背景

本发明涉及一种改进型刀具材料, 采用包含高压相氮化硼例如立方氮化硼 (cBN)、纤锌矿结构的氮化硼 (wBN) 等 (下文将称为“cBN 烧结密实体”) 作为基体, 更具体地说, 本发明涉及一种具有硬质涂层膜以及表面光滑的刀具, 所述涂层膜的粘附强度极高。

2. 现有技术

cBN (立方氮化硼) 具有的硬度和导热性接近金刚石并具有优异的性能, 例如与黑色金属的反应能力较金刚石低。因此, 人们从提高工作效率和降低安装费用的角度考虑, 在加工难切削黑色金属材料时采用含这种 cBN 的 cBN 烧结密实体的刀具替代磨具或加工工具和胶结碳化物或金属陶瓷刀具。

用于制备刀具的 cBN 烧结密实体是一种包含 cBN 颗粒和粘结剂的烧结密实体, 一般可分成下列两种类型:

(1) 在耐磨性和强度方面均衡的烧结密实体, 主要用来加工硬质钢, 这种烧结密实体包含 30-80% (体积) cBN 颗粒, 所述 cBN 是通过粘结剂粘结在一起的, 粘结剂主要由 Ti 型陶瓷例如 TiN、TiC、TiCN 等组成。

(2) 在导热性和强度方面性能优异的烧结密实体, 主要用来加工铸铁, 这种烧结密实体包含 80-90% (体积) 的 cBN 颗粒, cBN 颗粒被直接地粘结在一起以及平衡量的粘结剂主要由 Al 化合物或 Co 化合物组成。

近来, 人们在例如减少工业废物例如研磨淤浆和降低电能消耗以及防止全球变暖方面对全球环境问题的意识日益增强, 用作刀具的 cBN 密实体因适应全球环境问题而越来越受到人们的关注。

但是, cBN 颗粒存在的缺点是除了具有龟裂性外, 它对黑色金属的亲合力比 TiN、TiC、TiCN 粘结剂的大, 尽管 cBN 颗粒的硬度较高, 用维克斯硬度 Hv 表示, 其值约为 5000 (粘结剂的硬度 Hv 至多约为 2500)。另外, 因磨损进度而引起的刀具边缘的热磨损和破损使得最后不能使用, 所以要求 cBN 密实体刀具的使用寿命必需延长。

另外, 近来, 硬质钢部件和功能元件 (function) 的多样性增大, 对 cBN 密实体刀具的需求也随之增大, 并要求发展一种能高质量、高速和高效加工工件表面的刀具。

例如, 为了提高 cBN 烧结密实体的耐磨强度和断裂强度, 提出了一种生产方法, 在 cBN 烧结密实体上涂覆一层 TiN、TiCN、TiAlN 等材料的膜。

但是, cBN 烧结密实体刀具存在的问题是, 涂覆膜常常剥离, 造成在苛刻的条件下工作时使用寿命缩短。

为了改善涂覆膜的粘附强度, 人们提出了一种刀具, 首先打粗基体的表面, 使其粗糙度在 0.5 - 12.5 微米之间, 在粗糙的表面上提供一层膜, 这种方法例如参见 JP-A-7-18415 或 US5709907。在采用这种刀具进行切削时, 根据工件类型选择刀具表面的形状, 因此, 与现有技术的 cBN 烧结密实体相比, 这种工作表面的尺寸精确度和品质较差。由于常常要采用 cBN 刀具加工精确度在微米级的工件, 因此实际上用这种刀具进行切削特别困难。

另一方面, 对于不必采用表面粗糙的 cBN 基体就能提高涂覆膜粘附强度的方法, 人们提出了一种含有 cBN 烧结密实体的刀具, 其表面涂以硬质涂覆膜, 所述膜借助金属钛层由氮化钛构成, 平均层厚为 0.05 - 0.3 微米, 例如参见 JP-A-1-96083 或 JP-A-1-96084。但是, 在切削硬度较大的难切削黑色金属材料时, 切削边缘要承受高压和高温, 带来的另一问题是金属钛因此而变软, 硬质涂覆膜易于破损和剥离。

在 JP-A-8-119774 的 TiAlN 涂覆 cBN 刀具中, 公开了这样的一种技术, 在 cBN 基体和 TiAlN 涂覆膜之间涂覆一中间层 TiN 层, 以便与 TiAlN 涂覆膜粘结, 而不必采用表面粗糙的 cBN 基体就具有高的粘附强度, 但是, 根据该项技术, 原则上不可能再进一步地提高 cBN 基体和 TiN 膜之间的粘附强度, 并且在 cBN 烧结密实体涂有少量 TiN 或 TiC 的情况下, 即烧结密实体的 cBN 含量高时, 硬质涂层的粘附强度下降是无法避免的。

因此, 本发明人对涂覆 cBN 烧结密实体刀具的断裂或剥离机理进行了研究, 提出了一种刀具, 用这种刀具加工的工件表面是高品质的, 并且可以长期使用而不会发生硬质涂覆膜从涂覆的 cBN 烧结密实体刀具上剥离, 即便刀具在苛刻的条件下切削时也是如此。

本发明人发现:

(I)通过基体和硬质涂覆膜之间的扩散或反应使 cBN 烧结密实体与硬质薄膜如 TiN、TiCN 或 TiAlN 薄膜粘结,在此期间硬质涂覆膜是与粘结剂牢固地粘附,而不是与几乎可烧结的 cBN 颗粒粘附,从而保持了硬质涂覆膜和基体的粘附强度和

(II)如果在硬质涂层中存在极高的应力或从外部向硬质涂覆膜施加一冲击力,例如在加工具有不连续部分的工件时,膜因硬质涂覆膜和 cBN 烧结密实体之间的界面处发生断裂或因应力导致硬质涂覆膜发生断裂而剥离。

发明概况

本发明的一个目的是提供一种基于烧结密实体的改进型刀具,其包含高压相氮化硼例如 cBN、wBN 等和具有优异的粘附强度和表面光滑度的硬质涂覆膜。

本发明的另一个目的是提供一种表面涂覆高压相氮化硼的烧结密实体,其中硬质涂覆膜与基体的粘附强度大为改善,尤其是提到了对中间层的改进,从而克服了上文所述的现有技术存在的不足。

本发明的这些目的可通过表面涂覆的氮化硼烧结密实体刀具实现,其中至少一部分的与切削相关的刀具边缘采用的是高压相型氮化硼的基体并且在基体的表面上允许有表面涂层,所述表面涂层含有中间层,所述的中间层以连续的方式存在于所述高压相氮化硼烧结密实体基体和进一步在基体上形成的硬质涂层之间的界面上。所述的中间层由至少一种选自元素周期表第 4a、5a 和 6a 族的元素组成。其平均层厚为 0.005 - 0.05 微米,优选 0.02 - 0.04 微米。

附图简要说明

参照附图详细说明本发明的原理和优点。

图 1 是根据本发明向 cBN 基体表面涂覆中间层的涂覆状态下的平面图。

图 2 是根据本发明向 cBN 基体表面涂覆中间层的涂覆状态下的横截面图。

图 3 是采用电弧离子电镀法生产本发明烧结密实体的制膜装置的局部视图,(A)是横截面图和(B)是平面图。

图 4 是 Cr 在表面涂层中的分布图。

发明详细描述

本发明人的目的是提供一种表面涂覆的氮化硼烧结密实体,无需打粗 cBN 烧结密实体的表面就能提高粘附强度,这一目的是通过形成一层与作为 cBN 烧结密实体主要组分的 cBN 颗粒之间反应性很好的中间层实现的,由此可在 cBN

烧结密实体基体上涂覆高粘附强度的硬质涂层。我们的研究表明：如果中间层由一种金属或金属间化合物组成，那么就可向 cBN 烧结密实体基体上涂覆高粘附强度的硬质涂层，并且该硬质涂层即便在苛刻的条件下进行切削时也几乎不剥离，所述的金属或金属间化合物包括至少一种选自元素周期表第 4a、5a 和 6a 族的元素。本发明则是基于这一发现完成的。

上述目的可以通过下面概括的每一发明和每一实施方案实现：

(1) 表面涂覆的氮化硼烧结密实体刀具，其中至少一部分与切削相关的刀具边缘采用的是高压相型氮化硼基体并且在基体的表面上允许有表面涂层，所述的表面涂层含有中间层，所述的中间层以连续的方式存在于所述高压相氮化硼烧结密实体基体和进一步形成于基体上的硬质涂层之间的界面上，所述的中间层由至少一种选自元素周期表第 4a、5a 和 6a 族的元素组成，其平均层厚为 0.005 - 0.05 微米，优选 0.02 - 0.04 微米。

(2) 上述 (1) 描述的表面涂覆的氮化硼烧结密实体刀具，其中的中间层包含至少一种 Cr、Zr 和 V 元素。

(3) 上述 (1) 或 (2) 任一项描述的表面涂覆的氮化硼烧结密实体刀具，其中硬质涂层含有至少一层含选自元素周期表第 4a、5a 和 6a 族元素、Al、B、Si 和 Y 中至少一种元素和选自 C、N 和 O 中至少一种元素的层，具有的努氏硬度 H_{Nk} = 至少 2000，膜厚至少为 0.5 - 10 微米。

(4) 上述 (1) - (3) 任一项描述的表面涂覆的氮化硼烧结密实体刀具，其中采用离子电镀覆法、溅镀法或真空电弧气相沉积法形成表面涂层。

(5) 上述 (1) - (4) 任一项描述的表面涂覆的氮化硼烧结密实体刀具，其中表面涂层的最外层是一种化合物，这种化合物由至少一种选自 Ti 和 Cr 的元素和至少一种选自 C、N 和 O 的元素组成。

(6) 上述 (1) - (5) 任一项描述的表面涂覆的氮化硼烧结密实体刀具，其中表面涂层的最外层是 CrN 层。

(7) 上述 (1) - (6) 任一项描述的表面涂覆的氮化硼烧结密实体刀具，其中至少与切削有关的部位具有一表面涂层，该涂层的中心线平均粗糙度 R_a 按 JIS B0601 (测量长度 0.8 毫米) 测定最大为 0.2 微米。

(8) 上述 (1) - (7) 任一项描述的表面涂覆的氮化硼烧结密实体刀具，其中至少一部分与切削相关的刀具边缘采用的是立方氮化硼烧结密实体，它含

有至少 30-80% (体积) 立方氮化硼和平衡量的至少一种选自元素周期表第 4a、5a 和 6a 元素的氮化物、硼化物、碳化物和 Al 化合物和其固溶体的一种粘结剂以及不可避免的杂质。

(9) 上述 (1) - (7) 任一项描述的表面涂覆的氮化硼烧结密实体刀具, 其中至少一部分与切削相关的刀具边缘采用的是立方氮化硼烧结密实体, 它含有至少 80-90% (体积) 立方氮化硼和平衡量的至少一种选自 Co 化合物和 Al 化合物和其固溶体的一种粘结剂以及不可避免的杂质。

(10) 上述 (1) - (9) 任一项描述的表面涂覆的氮化硼烧结密实体刀具, 其中立方氮化硼具有的平均粒径最大为 4 微米。

优选选用 Cr、Ti、V、Zr 和 W 作为上述中间层的一种组分。这些金属能与高压相型氮化硼例如作为 cBN 烧结密实体基体主要组分的 cBN 发生反应并且与它们反应在上述 cBN 基体和中间层之间的界面上形成一种上述金属的氮化物和硼化物, 从而增强其粘附强度。另外, 中间层会与涂覆在中间层上的硬质涂层发生反应, 形成一种 Cr、Ti、V、Zr 和 W 的氮化物、碳化物、碳氮化物和氧化物, 从而使 cBN 烧结密实体基体与硬质涂覆膜粘结。

如果形成中间层的话, 那么构成中间层的元素被涂覆到 cBN 烧结密实体的表面上靠动能扩散到由立方氮化硼颗粒和粘结剂部分构成的烧结密实体的内部, 形成一种组分连续发生变化的梯度组合物材料。含有形成中间层元素的 cBN 烧结密实体表面进一步提高了与中间层结合的粘附强度。

在中间层和硬质涂层之间的界面上也形成了一种构成中间层元素的梯度组合物部分, 改善界面的粘附强度。另外, 如果向形成硬质涂层的诸如 TiAlN 的化合物层中添加极少量的形成中间层的元素, 那么将进一步改善作为刀具特性之一的硬质涂层的耐磨性和抗氧化性。

如果即便在提高 cBN 基体界面处粘附强度的情况下使硬质涂层中保持一极高的应力, 那么有时会因膜中残余应力造成的断裂而使膜发生剥离。但是, 若连续地设置一延展性比硬质涂层高的具有适当厚度的中间层来缓冲应力的集中, 就能抑制因硬质涂层断裂而发生的膜剥离。

为获得高的粘附强度 (参见图 1 和 2), 中间层的平均层厚优选在 0.005 - 0.05 微米之间, 优选在 0.02 - 0.04 微米之间。对厚度进行限制的理由如下。如果中间层的厚度小于 0.005 微米, 那么不能形成扩散层或反应层, 如果中间

层的厚度超过 0.05 微米，那么层的硬度较低，为防止高温和高压切削时硬质涂层剥离而加入的既不发生扩散也不发生反应的金属化合物太多。

如上所述，本发明的特征在于中间层的厚度较薄，从而提高了 cBN 烧结密实体和硬质涂层之间的粘附强度，由于中间层具有柔软性而阻止了剥离和破损。

优选使用金属 Cr、Zr 和 V 作为上述中间层的组分。Cr 的熔点较高，即 1890℃，而 Ti 的熔点为 1675℃，在涂覆中间层时几乎没有较粗颗粒的 Cr 存在，从而能提供具有均匀、致密和平滑表面的中间层，尽管 Cr 是一种熔点较高的金属，但是具有高蒸汽压的 Cr 与熔点低的 Al 类似。因此，在采用金属 Cr 作为中间层的条件下，表面涂覆的氮化硼烧结密实体刀具的表面更平滑，另外，所加工的工件的质量要比采用金属 Ti、V、Zr、Hf 和 W 作为中间层的上述刀具加工的质量好。

用作中间层的 Zr 在成膜期间与高压相的氮化硼反应形成一种硼化物，硼化锆对黑色金属极为稳定，而硼化钛对黑色金属的亲合力较强。因此，在采用金属 Zr 作为中间层的条件下，金属中间层在切削时不易破损并且在边缘被磨损时的粘附强度比采用金属 Ti 作为中间层时的低。

V 和 V 化合物因为形成一种具有润滑作用的氧化物而降低了耐切削能力。

形成中间层可按已知方法进行，例如 PVD 法，例如真空气相沉积法、溅镀法、真空电弧气相沉积法、离子电镀法或各种 CVD 法。所有这些方法中，离子电镀法、溅镀气相沉积法和真空电弧气相沉积法是特别优选的，因为用这些方法形成的涂层通过原料的高度离子化效应，离子向基体的嵌入作用等因素与基体的粘附强度高。在形成中间层时，一般是通过相应地控制根据普通成膜装置工作对象的改变而改变的气体、气压、真空度、电弧电流、偏压和成膜时间将层厚控制在 0.005 - 0.05 微米的范围内。

如上所述，如果仅采用 cBN 烧结密实体，那么有时会出现如下的一些情况：耐磨性较差或在切削时 cBN 上粘附的颗粒或落下的颗粒粘附在刀具边缘上，在刀具侧面的磨损部位上形成有条纹的划痕，这一过程若是换在加工表面上，就会有损加工表面的表面粗糙度。

因此，硬质涂层最好包含一层至少一种化合物构成的层，所述化合物是由选自元素周期表第 4a、5a 和 6a 的元素、Al、B、Si 和 Y 的至少一种元素和选

自 C、N 和 O 的至少一种元素形成的。如果将 cBN 烧结密实体涂以上述粘附强度较高的涂层来防止 cBN 颗粒与难以切削的黑色金属材料接触，那么就具有一些优点，例如改善刀具的耐磨性和抗破损性并且可以高质量地加工工件的表面。特别是当溶解 Y 形成一种固溶体时，可改善膜的硬度和抗氧化性。

在本发明中，可适当地形成若干层硬质涂层，其最外层优选是 TiN 或 CrN 层。原因是 cBN 烧结密实体呈黑色，而 TiN 和 CrN 分别呈明亮的金色和银色，靠这些颜色能区分期满刀具和未使用刀具的使用寿命，如果用本发明表面涂覆的烧结密实体刀具通过质量-生产体系，那么符合刀具管理部门的标准。特别优选地是硬质涂层的最外层是 CrN 层，因为最外层表面上涂覆摩擦系数极小的 CrN 层就能抑制切削时发生粘附，长时间地保持良好光洁的表面。

现有技术的 CrN 膜的硬度为 $H_k = 1700$ ，比 $H_k = 2000$ 的 TiN 膜的硬度低，尽管它们具有上述优异的粘附强度。因此，在 cBN 基体涂以单层或采用胶结碳化物基体的情况下，在膜表面上应力大量集中，使得 CrN 膜或胶结的碳化物基体发生塑性变形或接着不能变形，由此导致 CrN 膜发生龟裂或剥离。

在本发明中，采用硬度比 CrN 大的 cBN 烧结密实体或 TiAlN ($H_k =$ 至少 2500) 作为基体，即便发生大量的应力集中，变形量也受到抑制，防止了 CrN 膜破损并且延展性明显地得到改善。

优选调节硬质涂层的膜厚在 0.5 - 10 微米之间，如果膜厚小于 0.5 微米，维持硬质涂层作用的硬质涂层的耐磨时间太短，如果超过 10 微米，与基体的粘附强度会因硬质涂层中存在的残余应力而降低。

表面涂层一般是通过已知方法形成的，例如 PVD 法例如真空气相沉积法、喷涂气相沉积法、真空电弧气相沉积法、离子电镀法或各种 CVD 法。在所有这些方法中，离子电镀法、溅镀气相沉积法和真空电弧气相沉积法是特别优选的，因为用这些方法形成的涂层通过原料的高度离子化效应，离子向基体的嵌入作用等因素与基体的粘附强度高。

在采用诸如离子电镀法类的 PVD 法形成薄膜的情况下，离子化原料通过施加到蒸汽源和需涂覆基体之间的偏压嵌入基体中，清洁界面或在界面处形成一种混合层，由此提高粘附强度。在本发明的一个实施方案中，采用相同的装置连续地形成中间层和硬质涂层，从而在形成这两层时达到上述效果。

下面例举了用作基体的 cBN 烧结密实体的优选组成例 (1) 和 (2)：

(1) cBN 烧结密实体包含 30-80% (体积) cBN 和平衡量的至少一种粘结剂和无法避免的杂质, 所述粘结剂选自元素周期表第 4a、5a 和 6a 族元素的氮化物、硼化物和碳化物和 Al 化合物和其固溶体。

cBN 烧结密实体因由大量的 cBN 颗粒和所述对铁亲和力弱并且彼此牢固粘结在一起的粘结剂组成而改善了耐磨性和提高了强度。

在该 cBN 烧结密实体中, cBN 的含量优选在 30-80% (体积) 的范围内, 如果 cBN 含量低于 30% (体积), cBN 烧结密实体的硬度较低, 例如该硬度不足以切削高硬度的工件例如硬质钢, 如果 cBN 含量超过 80% (体积), cBN 颗粒难以借助粘结剂彼此粘附在一起, cBN 烧结密实体的硬度也被降低。

(2) cBN 烧结密实体包含 80-90% (体积) 彼此粘结在一起的 cBN 颗粒和平衡量的从主要由 Al 化合物或 Co 化合物组成的组中选择的至少一种粘结剂。

在该 cBN 烧结密实体中, 在液相烧结用作原料的含 Al 或含 Co 金属或具有催化作用的金属间化合物时可以加大 cBN 颗粒的含量。这是因为 cBN 含量高时 cBN 彼此间形成一种增强的骨架结构, 这种骨架具有优异的抗破损强度并能在苛刻的条件下进行切削。

在该 cBN 烧结密实体中, cBN 的含量优选在 80-90% (体积) 的范围内, 如果 cBN 的含量低于 80% (体积), 难以形成 cBN 颗粒彼此粘结在一起的骨架结构, 如果 cBN 的含量高于 90% (体积), 在 cBN 烧结密实体中因具有催化作用的上述粘结剂的含量不足而发生部分 cBN 未被烧结, 从而降低 cBN 烧结密实体的强度。

如果 cBN 烧结密实体基体中的 cBN 颗粒的平均粒径最大为 4 微米, 切削特性将明显改善。

这是因为当 cBN 的粒径最大为 4 微米时, cBN 颗粒的比表面积增加, 改善了 cBN 颗粒和硬质涂层之间的粘附强度。平均粒径的优选范围为 0.5-3.5 微米。

现在详细地描述本发明, 但不是对其范围的限制。

实施例

(实施例 1)

(1) 制备试样

将一种由 40% (重量) TiN 和 10% (重量) Al 组成的粘结剂粉末与 50% (重量) 平均粒径为 2 微米的 cBN 粉末混合, 装在胶结碳化物容器中, 并在 5GPa 的压力和 1400℃ 的温度下烧结 60 分钟, 获得一种连续用于切削硬质钢的 cBN 烧结密实体。形成的 cBN 烧结密实体加工成根据 ISO 标准 SNGA 120408 型的刀片。

该刀片按下列方法涂覆了硬质涂层:

图 3 (A) 和 (B) 是本发明所用的成膜装置的典型视图, 是按已知的电弧离子电镀法镀膜的。参见图 3 (A), 成膜装置 1 包括室 2、主台 3、支承棒 4、电弧型蒸汽源 5a 和 5b、阴极 6a 和 6b、直流电源 7a、7b 和可变电源 8 和气体入口 9。

室 2 与真空泵连接, 用于改变室 2 的压力。该室配有主台 3、支承棒 5、气体入口 9 和阴极 6a 和 6b。

位于室 2 中的支承棒 4 支承主台 3。支承棒 4 中设有回转轴, 该回转轴转动主台 3。主台 3 上安装有固定基体 10 的夹具 11。支承棒 4、主台 3 和夹具 11 与直流电源 8 的负极电连接。直流电源 8 的正极接地。

室 2 的侧壁面对电弧型蒸汽源 5a 和与电弧型蒸汽源 5a 连接的阴极 6a 的一侧安装了电弧型蒸汽源 5b 和阴极 6b。

电弧型蒸汽源 5a 和阴极 6a 与直流电源 7a 的负极电连接。直流电源 7a 的正极接地并与室 2 电连接。直流电源 7b 的正极接地并与室 2 电连接。(如图 3 (B) 所示, 一对蒸汽源 5c 和 5d 被设置在垂直方向上的纸表面上。)

电弧型蒸汽源 5a 和 5b 通过阴极 6a 和 6b 和室 2 之间的电弧放电部分地熔化了阴极 6a 和 6b, 阴极材料在箭头 12a 和 12b 所示的方向上汽化。在阴极 6a 和 6b 和室 2 之间施加一电压。阴极 6a 由 (Ti0.5, Al0.5) 组成。阴极 6b 由元素周期表第 4a、5a 和 6a 族元素的至少一种元素, 例如 Ti、Cr、Zr 和 V 组成。(Ti0.5, Al0.5) 化合物是指具有以下原子比的化合物, 即 Ti 和 Al 的原子比为 0.5:0.5。

从箭头 13 所示的方向向供应气体的气体入口 9 输送各种气体。例如所述气体包括氩、氮、氢、氧气、或烃类气体例如甲烷、乙炔、苯等。

采用图 3 (A) 所示的装置, 借助真空泵转动主台 3 使室 2 抽真空, 用加热器 (未示出) 在 450℃ 的温度下加热基体 10, 继续抽真空直到室 2 的压力达到

1.5×10^{-6} Pa。然后，从气体入口 9 输送氩气，保持室内压力在 3Pa，同时逐渐升高直流电源 8 的压力，在电压为 -1000V 时清洁基体 10 表面 20 分钟，之后排放氩气。

然后，从气体入口 9 输送氩气，使得室 2 内的压力达 0.5 - 10.0 Pa。由直流电源 7b 施加 50 - 200A 的电弧电流，从阴极 6b 产生金属离子。调节直流电源 8 的偏压至 -50V - -300V，在基体 10 的表面上形成各种中间层，在此期间，保持该状态直到达到预定的厚度（10 纳米）。根据对象的不同，通过控制上述气压、电弧电流、偏压和成膜时间形成连续的中间层，之后切断直流电源 7b 和 8 并排放氩气。

在形成上述中间层后，从气体入口 9 输送氩气，使室 2 内的压力达到 5Pa，借助直流电源 7a 施加 100A 的电弧电流，汽化 (Ti0.5, Al0.5) 的化合物，形成阴极 6a，向直流电源 8 施加 -150V 的电压，由此在基体 10 的表面上形成厚度为 3 微米的 (Ti, Al)N 硬质涂层。

因此，切断直流电源 7a，向直流电源 7b 施加 100A 的电弧电流，从阴极 6b 产生 Cr 离子并在基体 10 的最外层表面上形成厚度约为 0.5 微米的 CrN 膜。

另外，除了改变阴极 6a 和 6b 以及改变成膜时间外，按与上述方法类似的方式制备本发明的刀片（试样号 1 - 4）。

为便于比较，制备试样 13，其中在未形成中间层的情况下形成硬质涂层；制备试样 14，其中未采用本发明的材料作为中间层的材料；制备试样 5 和 10，其中每一中间层的膜厚不在本发明的范围内；制备试样 20，其中硬质涂层的膜厚不在本发明的范围内；制备试样 21，其中在胶结碳化物基体 (P 30) 上涂覆本发明的表面涂层以及制备试样 22，其中 cBN 烧结密实体未涂覆表面涂层。

借助 #10000 型研磨纸研磨试样，测定上述试样硬质涂层的硬度 (Hk)，并用努氏压头在 25 克的负荷下压印试样，压印时间为 10 秒，接着测定压痕尺寸。

(2) 切削试验

采用这些切削刀片切削硬质钢即 SUJ 2 (HRC 63) 圆棒的周边。切削是在下列条件下进行的：切削速度：150 米/分钟，切削深度：0.2 毫米，进刀量：0.1 毫米/转数，干加工 25 分钟，并且评估硬质涂覆膜的侧面磨损宽度和剥离情况。

在切削试验中获得的具体试样和评估结果示于表 1 中。

表 1

试样 序号	中间层	硬质涂层		切削评估				一般 评估
	材料(平均膜 厚)	第一层(平均膜 厚)	表面层(平均膜 厚)	切削5分钟后的侧面 磨损宽度[mm]	评估	膜剥离时的切削时间 [分钟]	评估	
1	Ti (0.005 μm)	TiAlN (3.1 μm)	CrN (0.2 μm)	0.055	○	-	○	○
2	Ti (0.01 μm)	TiAlN (3.0 μm)	CrN (0.2 μm)	0.050	○	-	○	○
3	Ti (0.03 μm)	TiAlN (3.1 μm)	CrN (0.3 μm)	0.050	○	-	○	○
4	Ti (0.04 μm)	TiAlN (3.1 μm)	CrN (0.2 μm)	0.050	○	-	○	○
5	Ti (0.06 μm)	TiAlN (3.1 μm)	CrN (0.2 μm)	0.100	△	7.5	×	×
6	Cr (0.005 μm)	TiAlN (3.0 μm)	CrN (0.2 μm)	0.055	○	-	○	○
7	Cr (0.01 μm)	TiAlN (3.0 μm)	CrN (0.3 μm)	0.050	○	-	○	○
8	Cr (0.03 μm)	TiAlN (3.1 μm)	CrN (0.2 μm)	0.045	○	-	○	○
9	Cr (0.04 μm)	TiAlN (3.0 μm)	CrN (0.2 μm)	0.045	○	-	○	○
10	Cr (0.06 μm)	TiAlN (3.1 μm)	CrN (0.2 μm)	0.090	○	10	×	×
11	V (0.03 μm)	TiAlN (3.1 μm)	CrN (0.2 μm)	0.050	○	-	○	○
12	Zr (0.03 μm)	TiAlN (3.0 μm)	CrN (0.2 μm)	0.045	○	-	○	○
13	no	TiAlN (3.0 μm)	CrN (0.2 μm)	0.055	○	20	△	△
14	Nb (0.003 μm)	TiAlN (3.0 μm)	CrN (0.2 μm)	0.100	△	8	×	×
15	Cu (0.03 μm)	TiAlN (3.0 μm)	CrN (0.2 μm)	膜剥离未测定	-	10	×	×
16	Cr (0.03 μm)	TiAlN (3.0 μm)	CrN (0.2 μm)	0.150	×	-	○	×
17	Cr (0.03 μm)	TiAlN (0.2 μm)	CrN (0.2 μm)	0.120	△	-	○	△
18	Cr (0.03 μm)	TiAlN (0.3 μm)	CrN (0.2 μm)	0.060	○	-	○	○
19	Cr (0.03 μm)	TiAlN (9.0 μm)	CrN (0.5 μm)	0.050	○	24	○	○
20	Cr (0.03 μm)	TiAlN (10.0 μm)	CrN (0.5 μm)	0.060	○	17.5	△	△
21	Cr (0.03 μm)	TiAlN (3.1 μm)	CrN (0.5 μm)	脱结碳化物基体塑性 变形而发生膜剥离和 破损	×	0.1	×	×
22	no	no	no	0.130	△	-	-	△

[注释] TiAlN: Hk=2,700, CrN: Hk=1,700, cBN 烧结密实体: Hk=3,000; no 表示无

评估结果: ○, △, × (良好、中等、差)

从这些结果可以看出：对于本发明的每一试样 1-4、6-9、11、12 和 16-20，其中间层由选自元素周期表第 4a、5a 和 6a 族元素的至少一种元素组成，与无中间层的试样 13 和中间层由元素周期表第 4a、5a 和 6a 族元素之外的其它元素组成的试样 15 相比，在切削试验中膜难以剥离。另外，发现与试样 22 即根据现有技术切削硬质钢的 cBN 烧结密实体相比，磨损量大大降低。

与本发明相比，中间层较厚的每一种试样 5 和 10 和硬质涂层较厚的试样 20 在切削的初期就发生膜剥离，缩短了使用寿命。

采用涂覆本发明表面涂层的胶结碳化物基体的试样 21 在该实施例的条件下不能切削，因为在切削的初期就发生了塑性变形，导致基体和表面涂层都有破损。

（实施例 2）

（1）制备试样

采用胶结碳化物制成的磨球和罐使由 15%（重量）Co 和 5%（重量）Al 组成的粘结剂粉末和 80%（重量）的粒径为 3 微米的 cBN 粉末混合，将混合物装在一个胶结碳化物容器中，在 5Pa 的压力和 1400℃ 的温度下烧结 60 分钟，获得一种断断续续切削硬质钢的 cBN 烧结密实体。根据 ISO 标准，加工获得的 cBN 烧结密实体，制成具有 SNGA 120408 形状的刀片。

按与实施例 1 类似的方法采用含 3%（重量）Y 的 (Ti0.5, Al0.5) 制成的阴极 6a 向刀片涂覆各种表面涂层，然后测试硬度（试样 23-31）。

（2）切削试验

采用这些切削刀片切削硬质钢即具有 U 型槽的 SCM 415 圆棒的工件（HRC 58）的周边。切削是在下列条件下进行的：切削速度：200 米/分钟，切削深度：0.2 毫米，进刀量：0.1 毫米/转数，干加工 25 分钟，并且评估硬质涂覆膜的侧面磨损宽度和剥离情况。

在切削试验中获得的具体试样和评估结果示于表 2 中。

表 2

试样序号	中间层	硬质涂层		切削评估				一般评估
	材料 (平均厚度)	第一层 (平均厚度)	表层 (平均厚度)	切削 3 分钟后的 深度[mm]	评估	膜剥离时的 切削时间 [分钟]	评估	
23	Ti (0.04 μm)	TiAlYN (3.1 μm)	TiN (0.2 μm)	0.031	Δ	-	O	Δ
24	Ti (0.07 μm)	TiAlYN (3.1 μm)	TiN (0.2 μm)	膜剥离未测	-	0.5	\times	\times
25	Cr (0.04 μm)	TiAlYN (3.1 μm)	TiN (0.2 μm)	0.029	O	-	O	O
26	V (0.04 μm)	TiAlYN (3.1 μm)	TiN (0.2 μm)	0.035	Δ	-	O	Δ
27	Zr (0.04 μm)	TiAlYN (3.0 μm)	TiN (0.2 μm)	0.025	O	-	O	O
28	no	TiAlYN (3.0 μm)	TiN (0.2 μm)	0.031	Δ	2	Δ	Δ
29	Cu (0.04 μm)	TiAlYN (3.0 μm)	TiN (0.2 μm)	膜剥离未测	-	0.2	\times	\times
30	Cr (0.04 μm)	TiAlYN (3.0 μm)	TiN (0.2 μm)	因胶结碳化物基 体塑性变形而发生 膜剥离和破损	-	0.1	\times	\times
31	no	no	no	0.040	\times	-	-	\times

[注释] TiAlYN: Hk=2,900, CrN: Hk=1,700, cBN 烧结密实体: Hk=3,500; no: 无

评估结果: O, Δ , \times (良好、中等、差)

从这些结果可以看出：对于每一试样 23、25 和 26-27，其中间层由选自元素周期表第 4a、5a 和 6a 族元素的至少一种元素组成，与无中间层的试样 28 和中间层由元素周期表第 4a、5a 和 6a 族元素之外的其它元素组成的试样 29 相比，在切削试验中膜难以剥离并且切削时的使用寿命延长。另外，发现与试样 31 即现有技术的 cBN 烧结密实体相比，使用寿命延长。

与本发明相比，中间层较厚的试样 24 在切削的初始阶段出现膜剥离，从而缩短了使用寿命。

采用涂覆本发明表面涂层的胶结碳化物基体的试样 30 在该实施例的条件下不能切削，因为在切削的初期就发生了塑性变形，导致基体和表面涂层都有破损。

(实施例 3)

(1) 制备试样

采用胶结碳化物制成的磨球和罐使由 50% (重量) TiN 和 5% (重量) Al 组成的粘结剂粉末和 45% (重量) 的粒径为 1 微米的 cBN 粉末混合，将混合物装在一个胶结碳化物容器中，在 5Pa 的压力和 1400℃ 的温度下烧结 40 分钟，获得一种高精度切削硬质钢的 cBN 烧结密实体。根据 ISO 标准，加工获得的 cBN 烧结密实体，制成具有 SNGA 120408 形状刀片。

按与实施例 1 类似的方法采用由 (Ti0.7, Al0.3) 制成的阴极 6a 向刀片涂覆各种表面涂层，然后测试硬度。

评估相同时间内与切削相关的部分表面涂层的中心线平均粗糙度 Ra [根据 JIS B0601 的定义 (测量长度: 0.8 毫米)]。测量成膜期间真空度在 1×10^{-6} - 1×10^{-4} 毛范围内改变制备的各种粗糙试样表面涂层的粗糙度。

(2) 切削试验

采用这些切削刀片切削硬质钢即 SCM 415 圆棒的工件 (HRC 60) 的周边。切削是在下列条件下进行的：切削速度：200 米/分钟，切削深度：0.1 毫米，进刀量：0.08 毫米/转数，干加工 40 分钟，并且评估工件 10 个位置的平均表面粗糙度 Rz (由 JIS B0601 定义的) 和硬质涂覆膜的剥离情况。

在切削试验中获得的具体试样和评估结果示于表 3 中。

表 3

试样 序号	中间层	硬质涂层			切削评估				一般 评估
	材料 (平均厚度)	第一层 (平均厚度)	表层 (平均厚度)	试样 Ra[μ m] (真空度 [10^{-4} 托])	工件 Rz [μ m]	评估	膜剥离时的 切削时间 [分钟]	评估	
32	Cr (0.03 μ m)	TiAlN (3.0 μ m)	CrN (0.2 μ m)	0.12 (0.5)	2.02	○	未剥离	○	○
33	Cr (0.03 μ m)	TiAlN (3.0 μ m)	CrN (0.2 μ m)	0.15 (1)	2.27	○	未剥离	○	○
34	Cr (0.03 μ m)	TiAlN (3.0 μ m)	CrN (0.2 μ m)	0.18 (5)	2.59	○	未剥离	○	○
35	Ti (0.03 μ m)	TiAlN (3.0 μ m)	CrN (0.2 μ m)	0.19 (0.5)	2.66	○	未剥离	○	○
36	Ti (0.03 μ m)	TiAlN (3.0 μ m)	CrN (0.2 μ m)	0.28 (1)	3.02	△	未剥离	○	△
37	Ti (0.03 μ m)	TiAlN (3.0 μ m)	CrN (0.2 μ m)	0.35 (5)	3.48	×	未剥离	○	○
38	Cu (0.01 μ m)	TiAlN (3.0 μ m)	CrN (0.5 μ m)	0.55 (0.5)	4.61	×	2	×	×
39	no	no	no	※ 0.20	4.04	×	-	-	×

[注释] TiAlN: Hk=2,500, CrN: Hk=1,700, cBN 烧结密实体: Hk=2,800;

※ cBN 烧结密实体的表面粗糙度

评估结果: ○, △, × (良好, 中等, 差)

从这些结果可以看出：中间层由选自元素周期表第 4a、5a 和 6a 族元素的至少一种元素组成的每一试样 32-37 能够高精度地加工表面粗糙度小的试样，即加工平滑的表面并在切削试验中加工的表面粗糙度 R_z 较小，与中间层由元素周期表第 4a、5a 和 6a 族元素之外的其它元素组成的试样 38 相比，膜难以剥离并且使用寿命延长。另外，发现即便与高精度加工硬质钢的现有技术 cBN 烧结密实体（试样 39）相比，获得了较精确加工的表面。

因此，应该看到：如果中间层是 Cr 层，特别是在中间层由选自元素周期表第 4a、5a 和 6a 族元素至少一种元素组成的试样 32-37 中，试样的表面粗糙度 R_a 较小，工件的表面粗糙度 R_z 较小，因此与本发明中间层由 Ti 组成具有相同表面粗糙度的刀具相比，其使用寿命延长。

（实施例 4）

（1）制备试样

采用胶结碳化物制成的磨球和罐使由 40%（重量）TiN 和 15%（重量）Al 组成的粘结剂粉末和 45%（重量）的粒径为 3 微米的 cBN 粉末混合，将混合物装在一个胶结碳化物容器中，在 5Pa 的压力和 1400℃ 的温度下烧结 50 分钟，获得一种广泛用于切削硬质钢的 cBN 烧结密实体。根据 ISO 标准，加工获得的 cBN 烧结密实体，制成具有 SNGA 120412 形状的刀片。

按与实施例 1 类似的方法采用由 (Ti0.6, Al0.4) 制成的阴极 6a 向刀片涂覆各种表面涂层，然后测试硬度。

（2）切削试验

采用这些切削刀片切削硬质钢即 SCM435 圆棒的工件（HRC 20）的周边。切削是在下列条件下进行的：切削速度：600 米/分钟，切削深度：0.5 毫米，进刀量：0.3 毫米/转数，干加工 30 分钟，并且评估硬质涂覆膜的侧面磨损宽度和剥离情况。

在切削试验中获得的具体试样和评估结果示于表 4 中。

表 4

试样 序号	中间层	硬质涂层			切削评估			一般 评估
	材料 (平均厚度)	第一层 (平均厚度)	表层 (平均厚度)	切削 5 分钟后的 侧面磨损宽度 [mm]	评估	膜剥离时的 切削时间 [分钟]	评估	
40	Ti (0.03 μm)	TiAlN (3.0 μm)	CrN (0.2 μm)	0.100 (少量粘附)	Δ	-	O	Δ
41	Cr (0.04 μm)	TiAlN (2.9 μm)	CrN (0.2 μm)	0.085 (少量粘附)	O	-	O	O
42	Vr (0.04 μm)	TiAlN (3.0 μm)	CrN (0.2 μm)	0.075 (不粘附)	O	-	O	Δ
43	V (0.04 μm)	TiAlN (3.0 μm)	HfN (0.2 μm)	0.075 (不粘附)	O	-	O	Δ
44	V (0.04 μm)	TiAlN (3.0 μm)	VN (0.2 μm)	0.080 (不粘附)	O	-	O	Δ
45	Zr (0.04 μm)	TiAlN (2.9 μm)	CrN (0.2 μm)	0.105 (少量粘附)	Δ	-	O	O
46	no	TiAlN (3.0 μm)	CrN (0.2 μm)	0.230 (大量粘附)	Δ	25	Δ	Δ
47	Cu (0.04 μm)	TiAlN (3.0 μm)	CrN (0.2 μm)	膜剥离未测定	-	0.5	\times	\times
48	V (0.04 μm)	TiAlN (3.0 μm)	CrN (0.2 μm)	脱结碳化物基体 塑性变形而发生 膜剥离和破损	-	3	\times	\times
49	no	no	no	0.250 (大量粘附)	\times	-	-	\times

[注释] TiAlN: Hk=2,800, CrN: Hk=1,700, cBN VN: Hk=1,600, no:无

HfN: Hk=2,200, cBN 烧结密实体: Hk=3,000;

评估结果: O, Δ , \times (良好, 中等, 差)

从这些结果可以看出：对于中间层由选自元素周期表第 4a、5a 和 6a 族元素的至少一种元素组成的每一试样 40-45，与无中间层的试样 46 和中间层由元素周期表第 4a、5a 和 6a 族元素之外的其它元素组成的试样 47 相比，膜难以剥离并且延长了切削时的使用寿命。另外，发现与现有技术 cBN 烧结密实体（试样 49）相比，具有耐磨性并且延长了使用寿命。

在本发明的试样 42-44 中，采用 V 作为中间层，切削时不会发生粘附并且具有良好的耐磨性。

采用涂以本发明表面涂层的胶结碳化物试样 48 在实施例的工作条件下不能使用，这是因为在切削开始时就发生了塑性变形，并且基体和表面涂层都发生破损。

（实施例 5）

（1）制备试样

除了在生产高压相氮化硼（cBN 或 wBN）烧结密实体中，按适当的方式改变粘结剂和高压相氮化硼粉末的混合比或粉末的颗粒尺寸外，按与实施例 1 类似的方式制备试样。涂层都由作为第一层的硬质涂层即 TiAlN（3.0 微米）、中间层 Cr（0.03 微米）和最外层 CrN（0.3 微米）构成。

（2）切削试验

采用这些切削刀片切削具有 6 个 V 型槽的模具钢 SKD11 圆棒的工件（HRC 59）的周边。切削是在下列条件下进行的：切削速度：120 米/分钟，切削深度：0.2 毫米，进刀量：0.1 毫米/转数，测定干加工和时间直到表面涂层被剥离或包括 cBN 基体在内的刀片崩裂为止。

在切削试验中获得的具体试样和评估结果示于表 5 中。

表 5

试样 序号	cBN 烧结密实体基体			切削评估			评估
	高压相氮化硼 含量[体积%]	高压相氮化 硼平均粒径 [μm]	粘结剂组 成化 [wt%]	膜剥离时的 切削时间 [分钟]	破损时的 切削时间 [分钟]	附注	
50	cBN:20	2.5	75:TiN 25:Al	-	1	膜剥离前基体至 有效期满破损	×
51	cBN:45	2.5	75:TiN 25:Al	9	12	-	○
52	cBN:55	2.5	75:TiN 25:Al	10	14	-	○
53	cBN:45, wBN:10	1.0	75:TiN 25:Al	9	12	-	○
54	wBN:55	0.2	75:TiN 25:Al	10	12	-	○
55	cBN:55	2.5	60:TiN 40:Al	10	12	-	○
56	cBN:70	2.5	75:TiN 25:Al	10	15	-	○
57	cBN:90	2.5	75:TiN 25:Al	-	4	膜剥离前基体至 有效期满破损	×
58	cBN:55	5.0	75:TiN 25:Al	6	10	-	△
59	cBN:60	2.5	40:Co, 30: Al 13:WC, 12:TiN	-	3	膜剥离前基体至 有效期满破损	×
60	cBN:85	2.5	40:Co, 30: Al 13:WC, 12:TiN	8	14	-	○
61	cBN:95	2.5	40:Co, 30: Al 13:WC, 12:TiN	-	2	膜剥离前基体至 有效期满破损	×
62	cBN:85	5.0	40:Co, 30: Al 13:WC, 12:TiN	6	9	-	○

[注释] 评估结果: ○, △, × (良好, 中等, 差)

从这些结果可以看出：对于 cBN 烧结密实体基体的粘结剂含有选自元素周期表第 4a、5a 和 6a 族元素的氮化物、硼化物、碳化物和其固溶体和 Al 化合物至少一种的化合物和无法避免的杂质的试样 50-57，cBN 含量不在本发明范围内的试样 50 和 59 的强度比 cBN 烧结密实体基体的强度低，在切削的初始阶段就崩裂，无法使用。还发现：平均粒径较大的试样 58 发生膜剥离。

此外，从这些结果可以看出：对于 cBN 烧结密实体基体的粘结剂含有选自 Co 化合物、Al 化合物和其固溶体的至少一种化合物和无法避免的杂质的试样 59-61，cBN 含量不在本发明范围内的试样 59 和 61 的强度比 cBN 烧结密实体基体的强度低，在切削的初始阶段就崩裂，无法使用。另外，平均粒径较大的试样 62 发生膜剥离。

(实施例 6)

(1) 制备试样

按与实施例 4 类似的方法制备下述的刀片试样。

采用胶结碳化物制成的磨球和罐使由 40% (重量) TiN 和 15% (重量) Al 组成的粘结剂粉末和 45% (重量) 的粒径为 3 微米的 cBN 粉末混合，将混合物装在一个胶结碳化物容器中，在 5Pa 的压力和 1400℃ 的温度下烧结 50 分钟，获得一种广泛用于切削硬质钢的 cBN 烧结密实体。根据 ISO 标准，加工获得的 cBN 烧结密实体，制成具有 SNGA 120412 形状的刀片。

按与实施例 1 类似的方法采用由 (Ti0.6, Al0.4) 制成的阴极 6a 向刀片涂覆与实施例 4 中试样 41 的结构相同的表面涂层，然后测试硬度。偏压为 -300V。

(2) 元素分布分析

在与表面涂层垂直的方向上切割上述刀片制成薄膜片，使用制成的薄片作为离子光亮 (shinning) 法中透射电子显微镜用的试样。借助透射电子显微镜观察试样并从基体侧的界面至表面涂层的膜厚方向上选择几个位置，采用能量分散型 X 射线微量分析装置 (EDX) 观察每一分析位置的组成元素的组成。为了进行定量测定，用标准试样获得的曲线进行校正。在两个位置上进行分析，即对应于基体 cBN 晶体颗粒上部的部分和对应于粘结剂上部的另一部分。

结果示于表 6。

表 6

cBN 结晶颗粒的上部分						粘结剂的上部分					
距介面 距离 [nm]	N	O	Al	Ti	Cr	距介面 距离 [nm]	N	O	Al	Ti	Cr
24	10.6	2.8	22.2	61.7	2.8	24	8.1	2.4	10.7	77.4	1.2
96	9.6	2.7	25.8	41.2	0.8	112	9.2	2.7	26.4	60.9	0.7
176	9.8	2.3	27.9	59.8	0.3	196	9.5	2.6	27.3	60	0.6
256	10.4	2.2	27.6	59.7	0.2	272	9.4	2.7	25.9	61.5	0.5
504	11.6	2.4	27.2	58.8	0.1	516	9.7	2.3	24	62	0.2
						864	9.5	1.9	26.4	62.4	0

图 4 示出了实施例 6 中 Cr 元素分布与界面距离（纳米）之间关系的曲线。从图 4 可以看出：在 cBN 晶体颗粒的上部和粘结剂的上部的任何一种情况下，在从界面部分朝向表面涂层的生长方向上 Cr 元素的分布减少，由此形成一种具有梯度组分材料。

发明的优点

与现有技术相比，本发明的表面涂覆的立方氮化硼烧结密实体刀具在硬质涂层与 cBN 烧结密实体基体的粘附强度方面明显地得到改善，通过防止 cBN 颗粒与难以切削的黑色金属材料接触提高了刀具的耐磨性和抗破损性，并且明显地改善了加工表面，从而大大延长了刀具的使用寿命。

说明书附图

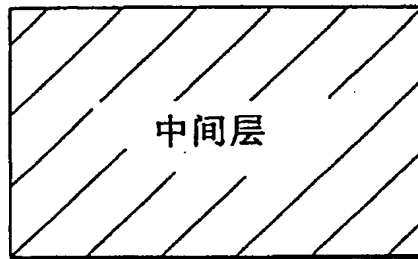


图 1

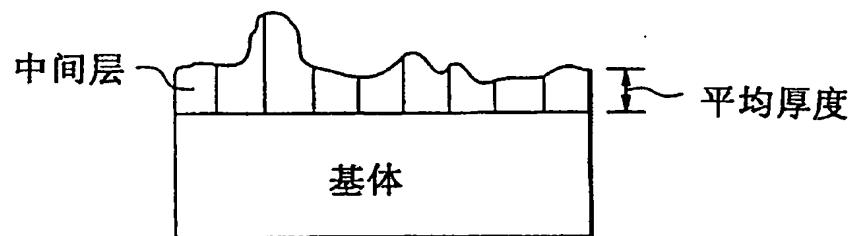
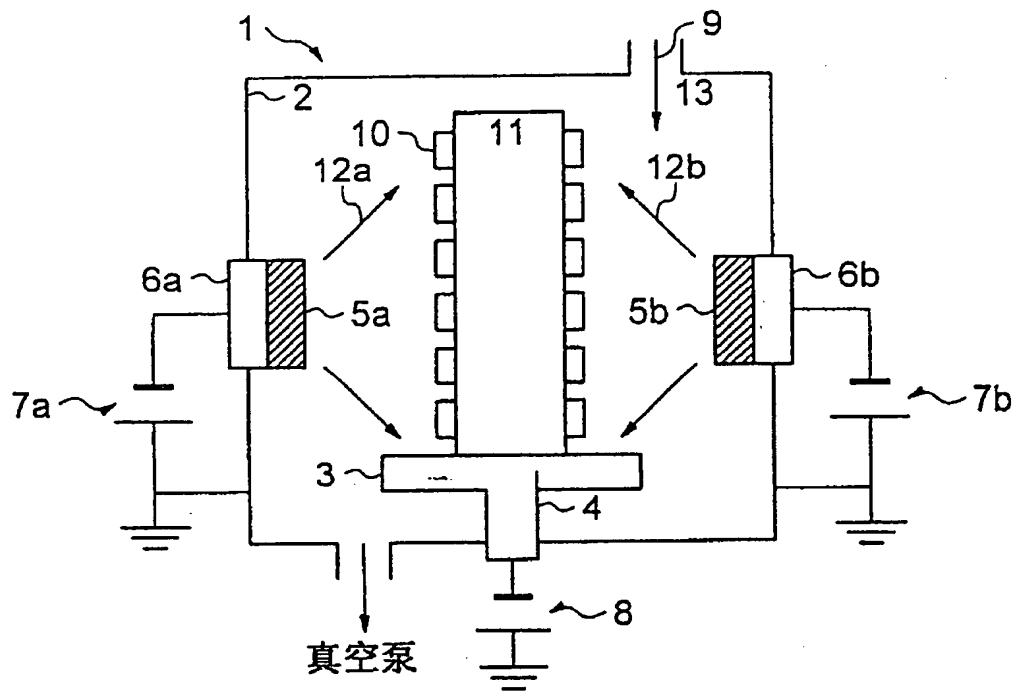
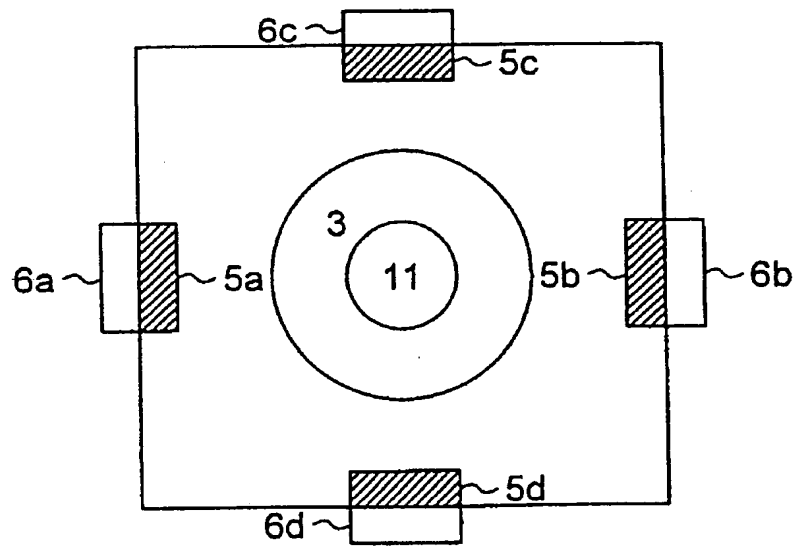


图 2



(A)



(B)

图 3

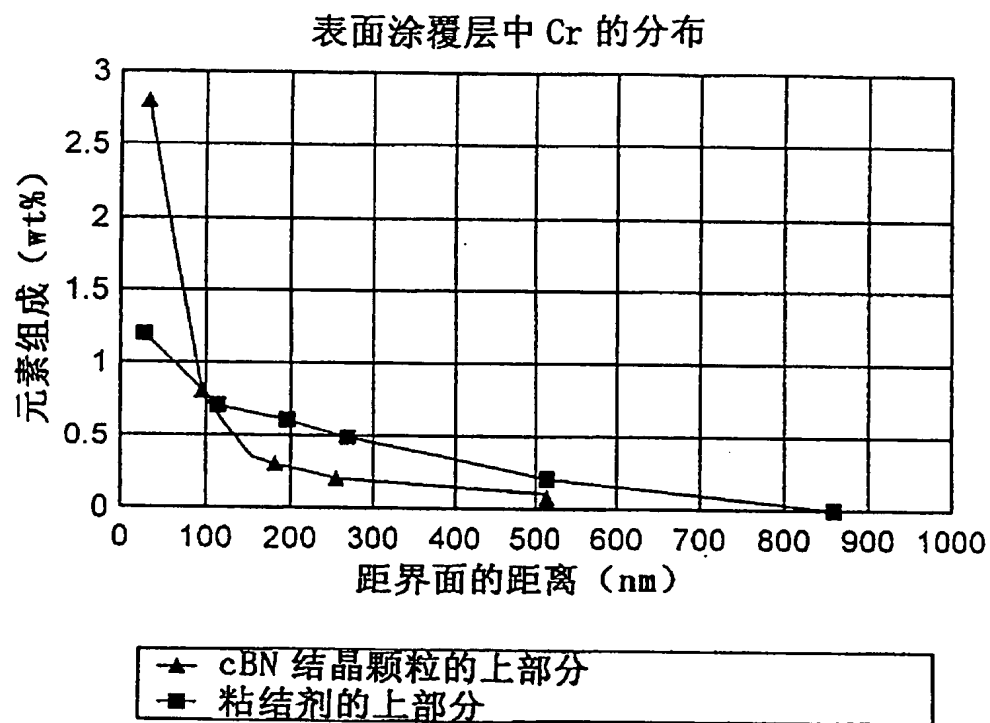


图 4